

强韧化工艺的发展

戚 正 风

江西省科学技术情报研究所

一九七八年四月二十四日

前 言

应我省科学技术情报研究所和省热处理情报网的邀请，大连铁道学院戚正风付教授于三月二十三日至二十四日来我省讲学，题目是“强韧化工艺的发展”。戚付教授介绍了近几年在马氏体形态方面的研究新成果，阐述了强韧化的新工艺，反映很好。许多同志要求将此材料加以整理，以便学习。

我们为了满足同志们的要求，发展大好形势，推动我省热处理工艺的发展，组织了几位同志将此材料根据录音进行了整理因时间关系，未经本人审阅，仅供参考。

强韧化工艺的发展

戚正凤

(纪录整理, 未经本人审阅)

首先说明一句, 不是什么学术报告, 而是把一些情况向大家作个介绍。由于看的资料很少, 恐怕很难满足同志们的要求。

我们大家都是搞热处理的, 热处理的目的是什么呢? 热处理的目的就是改善金属材料的性能。性能很多, 有内在性能, 有使用性能, 而其中主要的是使用性能。我们经常接触到的是改善材料的强度, 也就是力学性能。除了使用性能外, 还有化学性能, 如耐腐蚀性, 物理性能, 如导电性、导热性等。

我们过去主要精力是放在材料的强化上, 强化也就是改善强度的途径有三个, 第一个是固溶强化, 在金属中溶解一些别的元素, 使之强化; 第二个形变强化, 通过塑性变形提高硬度和强度, 相强化也能提高强度, 它的本质与形变强化一样; 第三个是第二相强化, 通过析出第二相使之强化。

过去, 主要着眼点是放在强度方面, 在提高强度的同时对韧性不是没有注意到, 而是主要精力放在强度上。随着强度水平提高, 韧性问题就突出了。当一个材料强度提得很高的时候, 用这个材料制成的零件非常容易产生低应力脆断。零件受的应力并不高, 比材料强度低得很多, 在使用过程中会突然断裂。为什么会发生低应力脆断呢? 原面是塑性、韧性不够, 因此, 提出了强韧化的重要性。即在提高强度的同时, 不降低或少降低韧性。韧性差的零件内部容易产生应力集中, 虽然平均应力不高, 但局部应力远高于强度指标, 在应力集中处造成开裂, 而塑性差又无法松弛应力, 裂纹扩展, 造成断裂, 即低应力脆断。

近年来在断裂力学、相变方面做了很多工作, 断裂力学方面提出了断裂韧性这个问题, 断裂力学现在很热门, 各行各业都关心它。为什么呢? 它确实能解决很多问题。断裂力学的新成就, 对强韧化工艺发展起了很大作用。相变方面则主要是马氏体相变, 对强韧化工艺往前推动了很大一步。

一、马氏体相变的新发展

要讲的是根据强韧化工艺有关的一些问题。马氏体对我们搞热处理的, 大家都很熟悉, 热处理车间当然也有退火、正火, 但主要是产生马氏体, 有人说, 热处理车间的任

务主要是生产马氏体。这种说法不很确切，但它反映了马氏体的重要性。

对马氏体相变，已经进行了大量研究工作，虽然有许多问题至今仍未完全弄清，但近二十年来，由于在马氏体相变的研究中取得了一些可喜的进展，已大大地促进了新材料新工艺的发展。

(一) 马氏体的形态

过去一提到马氏体，就认为马氏体是呈片状的，在显微镜下是针状，如果淬火温度不太高，针状不明显，是隐针马氏体。

近十多年来，用薄膜透射电子显微镜详细观察了马氏体的形态与马氏体的精细结构，从而使人们对马氏体的组织形态及其精细结构有了进一步的了解，发现马氏体不仅是片状，而有两种，一种是低碳浓度的铁碳合金中出现的板条状马氏体，一种是高碳浓度的铁碳合金中出现的针状马氏体。

1. 片状马氏体

我们知道，马氏体有两种情况，一种是片状，这种马氏体形成时是形成一个片，贯穿整个奥氏体晶粒，即在奥氏体晶粒中形成的第一片片状马氏体将贯穿整个奥氏体晶粒，即将奥氏体晶粒分割成两半（见图1），如相邻的晶粒与该晶粒位向相近，则马氏体片也有可能穿越晶界而贯穿二个奥氏体晶粒，甚至三个奥氏体晶粒，随后形成的马氏体片的大小受到已形成的马氏体片的限制，第二片比较小，第三片更小，所以形成的马氏体一片比一片小，得到的是大小不同的马氏体片。切片后在显微镜下成针状。其惯习面可以是 $(225)A$ ，也可以是 $(259)A$ 。

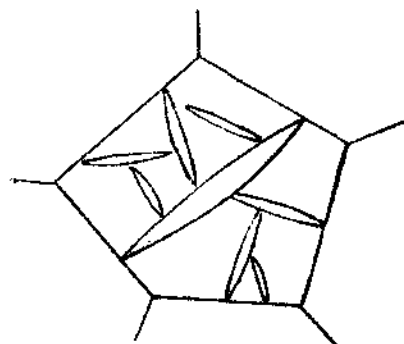


图1 片状马氏体

惯习而是 $(259)A$ 的马氏体，往往也可以看到一条线，这条线我们叫中脊，而以 $(225)A$ 为惯习而的马氏体片没有明显的中脊。

薄膜透射电子显微镜观察表明，在片状马氏体中，存在有大量间距大体上为 $50\text{\AA}$ 的孪晶，故片状马氏体又称为孪晶马氏体。这是第一种，这是我们熟悉的。通常在高碳钢或高镍的铁镍合金中经马氏体相变后得到，多在比较低的温度下形成。

2. 板条群集状马氏体

这种马氏体是一条一条的，条跟条形成一束，一个奥氏体晶粒可以形成好几束取向不同的马氏体。在一束马氏体中有很多小条，马氏体以尺寸大致相同的板条为单元组合成取向大致平行的马氏体束。相变初期形成的板条较宽，后期形成的较窄。板条宽度通常在 $0.025\sim 2.25\mu$ 之间，最常见的是在 $0.1\sim 0.2\mu$ 之间。在同一束马氏体中，相邻板条之间以小角晶界分开，不同取向的马氏体之间则以大角晶界分开，它们取向差别比较大（见图2）。

透射电子显微镜观察精细结构发现，在板条马氏体内存在大量位错，不是孪晶了。

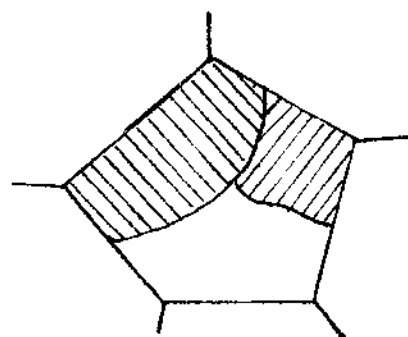


图2 板条状马氏体

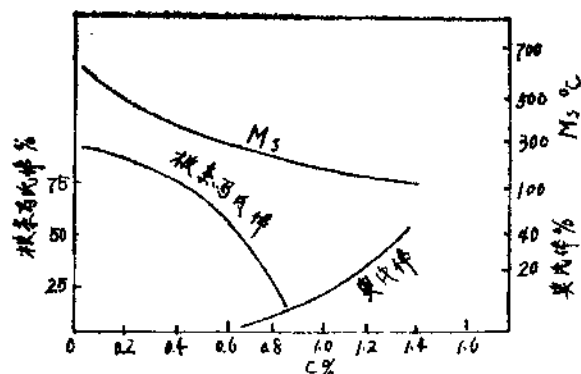


图3 M_s 点、板条马氏体量、残余奥氏体量与含碳量之间的关系

所以我们将这种马氏体又可以称之为位错马氏体。

通常在低碳低合金钢中得到，也就是在较高温度下得到的，因为含碳量低，合金元素低 M_s 点高。如果含碳量高， M_s 点低，得到的就是孪晶马氏体。从马氏体相变中我们知道，马氏体相变在相当宽的范围内进行，而且必须是在温度不断下降中形成，有的在高的温度下形成，有的在低的温度下形成，即先形成板条马氏体，后形成针状马氏体，所得到的是一种混合组织。

对于碳钢来说，随着含碳量升高，钢料 M_s 点下降，板条马氏体量下降，残余奥氏体增多。（见图3）

含碳量大于0.8%时，共析钢过共析钢， M_s 点很低，淬火以后，往往得到的全部都是片状马氏体，含碳量小于0.2%时，得到的几乎全是板条马氏体，含碳量介于0.2~0.8%范围之内，得到的是板条状与片状二种马氏体的混合组织。含碳量低， M_s 点高，得到的板条马氏体就多，反之，片状马氏体多。可以用图3来表示，横座标表示含碳量，纵座标表示板条马氏体量、 M_s 点及残余奥氏体量，从图中可以看到， M_s 点随着含碳量增加，板条马氏体量下降，而残余奥氏体量上升。因为在显微镜下要严格区分板条马氏体与片状马氏体是比较困难的，所以各资料数据不太一样，但趋势是一致的。

板条马氏体的发现很重要，因为我们发现板条马氏体有一系列优越性，板条马氏体比片状马氏体的韧性好得多，这是以后马氏体性能中还要讲到。正因为如此，所以我们在热处理时，要千方百计想办法得到较多的板条马氏体。

（二）马氏体相变的切变模型

马氏体是通过切变机构形成，关于这点现在已经没有什么争论了。但问题究竟切变是怎么进行，现在还没有完全弄得非常清楚。

切变模型到目前为止，有很多种，最早有贝茵（Bain）提出的，后有库尔久莫夫—萨克斯（KypgroMoB, T.B, Sachs, G）提出的第二种模型，最新的有二次切变模型（格伦涅格—特罗伊安诺Grenegev, A.B, Troiano, A.R）。

对完整一个马氏体相变模型，这个切变模型应能解释这样一系列问题：

1. 怎么样由面心立方变成体心立方，切变前是面心立方，切变后是体心立方；
2. 为什么新相与母相之间有一定的位相关系，这种关系有库尔久莫夫—萨克斯关系，西山关系；
3. 马氏体相变时候所产生的浮凸现象；
4. 惯习面问题，板条马氏体也好，片状马氏体也好，都是在一定惯习面上形成的；
5. 最后一个，为什么马氏体相变以后，在马氏体中间出现孪晶或者是位错。

最早提出的贝茵模型只能解释一个问题，即由面心到体心的问题，切变以前是面心，切变以后是体心，其他问题都不能解释，库尔久莫夫—萨克斯模型比贝茵模型进了一步，不仅仅可以解释怎么样由面心变成体心的问题，同时而且能解释位向关系，但对其他问题，如惯习面、浮凸、精细结构，他并没有解释，后来有人提出了二次切变模型。

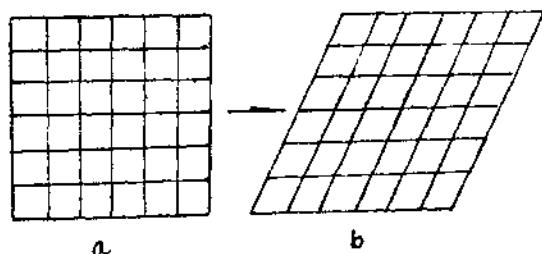


图4 产生宏观变形的切变

目前比较令人满意的是所谓二次切变模型。即伴随有外形改变的第一次切变和不改变外形的第二次切变。应注意，这样分为二次切变只是为了问题讨论方便，并不意味着马氏体相变是由这样两个截然分开的切变过程来完成的。

第一种切变时晶格由面心正方变为菱形，与此同时晶体的外形改变了，即产生了宏观变形，这种切变就是产生宏观变形的切变，第二种切变时点阵发生改组，但是不产生宏观变形。怎么样才能做到这一点呢？就必须在内部产生滑移，改变点阵，外形是正方的，点阵已是菱形的了，形成位错，这种切变我们称之为不产生宏观变形的切变。除了滑移以外，还有没有别的办法呢？有，就是形成孪晶。（图5）

马氏体相变是通过这样二次切变来完成的，第一次切变沿惯习面产生，因为形状改变，就有可能形成浮凸，点阵虽改组，但未由面心变为体心，面通过第二次则外形不发生变化，仅仅是点阵由面心变为体心。沿着哪个方向产生第一次切变，第二次切变也就

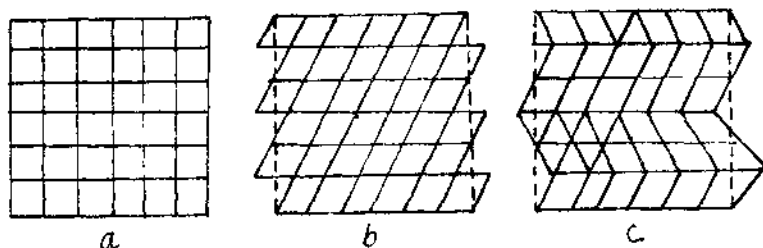


图5. 不产生宏观变形的切变
b通过滑移, c. 形成孪晶

沿着这个方向产生。这个问题在这里不详细讲，同志们有兴趣，可以看专门资料。

为什么有的马氏体有大量位错，有的马氏体内有大量孪晶？何时按滑移机构产生滑移，形成位错，何时按孪晶机构形成孪晶？也就是何时形成板条马氏体，何时形成片状马氏体。

要产生切变，都需要受到切应力作用，每种机构的产生都有一定的临界切应力，首先切应力必须超过临界切应力才能产生滑移或孪晶。众所周知，产生滑移及形成孪晶的临界切应力均随温度升高而下降，但两者的变化趋势不一样，形成孪晶的切应力随温度升高下降的比较慢，对形成滑移的，下降比较快。所以两条曲线就会产生一个交点（见图6）。

如相变在交点左侧，也就是在温度比较低的情况下进行，产生孪晶临界切应力小，则因此孪晶容易形成，所以得到孪晶马氏体，如相变在交点右侧，刚刚相反，产生滑移的临界切应力小，则因此滑移容易发生，所以得到位错马氏体。这也就和前面提到的低温下形成孪晶马氏体，在高温下形成位错马氏体对应起来了。

由 M_s-M_f 区间可以判断是形成何种马氏体或混合组织。即改变 M_s-M_f 的位置，可以控制马氏体的形态。

顺便说一下，通常认为低碳钢淬火得到板条马氏体，故有称低碳马氏体，好象低碳马氏体就好。这种说法不完全，其实不仅碳，而且合金元素也可影响 M_s-M_f 的位置，低碳不一定获得板条马氏体，所以低碳马氏体不一定好，而应是位错板条马氏体性能比较好。不过对通常常用的钢种，合金度不高，这种说法还是可以的，但是不严格、不确切。

（三）显微裂纹的形成

显微裂纹是一个比较重要的问题，影响以后的性能。高碳钢淬火时，将在马氏体内形成很多细小的显微裂纹。

为什么会产生显微裂纹，过去不太清楚，认为是相变时比容变化所引起的。近年来金相观察表明，显微裂纹是由于马氏体片成长时相互碰撞而形成的。马氏体形成速度极快，相互碰撞或奥氏体晶界相碰撞时，将因冲击而引起相当大的应力场。因高碳马氏体很脆，故而形成裂纹。

这与奥氏体晶粒大小有关，晶粒越粗越大，马氏体片越大，冲击力越大，越容易碎；马氏体含碳量越高，越容易产生显微裂纹，所以高碳钢淬火时温度不能太高，否则奥氏体晶粒粗大，不必要的碳化物溶解过多，易产生显微裂纹。这是减少显微裂纹的一个办法。

减少显微裂纹的另一个办法是及时回火，因显微裂纹如能及时回火，在回火过程中

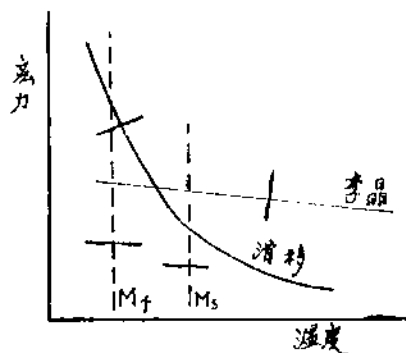


图6. 引起滑移和孪晶的临界切应力与温度的关系

有相当一部分可重新熔合。但是如果不及时回火，钢中残余应力会使裂缝扩张，无法熔合，大大降低机械性能。

(四) 相变超塑性

相变超塑性是一个很有意思的问题。关于这个问题“金属热处理”七八年第一期上有一篇文章，专门介绍了这一问题。

什么叫超塑性，就是塑性特别好，延伸率可以高达几百甚至上千，拉起来就象拉面条似的，可以拉得很薄很细，这现象就叫超塑性。对这现象感兴趣的是搞锻压的同志，对我们也很有用。

超塑性包括微细晶粒引起的和由于相变所引起的。

相变超塑性，包括这样二个含意：第一个是相变时只要加上很小的外力即可使它产生塑性变形。我们大家知道，要使一个材料产生塑性变形，外力应超过其 σ_s ，甚少也应超过其中一个（新相和母相各有各的 σ_s ）最小的 σ_s （如图7），但实际上发现并非如此，外力小于它也行，即相变时使 σ_s 显著下降。

第二个涵意是可产生很大的塑性变形，即 σ_s 可以很大。

相变超塑性就是这个两个涵意。

我们举个例子来说明。

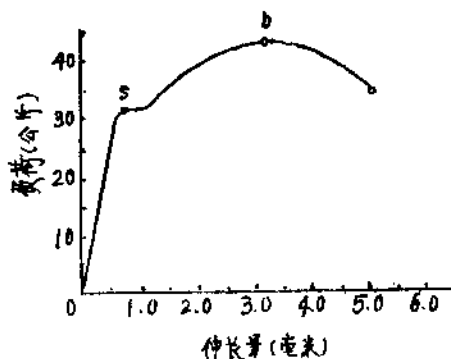


图7. 低碳钢的典型拉伸曲线

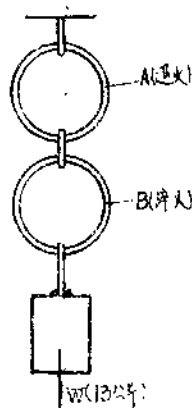


图8 相变超塑性试验装置

图8两个环是同一种材料，形状相同，上面的是退火状态，底下的是淬火状态，还没有回火，挂成一串，底再加载荷。上面环管的应力大，因为除了法码的重量，还有下面环的重量，而且是退火状态， σ_s 低，底下的环是淬火状态， σ_s 高。按照一般考虑，要产生塑性变形，上面环比较容易。如果把这条环整个放到炉子里加热到600℃回火，回火过程中上面环无相变，因为它是退火状态，底下环因为是淬火状态，会发生回火转变。回完火后，拿出来一看，发现底下的环变成椭圆，上面环没有动。这就说明在回火时发生相变使 σ_s 显著下降，比退火状态的 σ_s 还要低。淬火时，即马氏体转变时，亦有此现象。这种现象其实在生产中早已有应用。如高速钢拉刀淬火时，怎么校直？不是等到冷好以后校直，而是淬火到 M_s 左右拿出来空冷，在冷却过程中进行校直，一校就校过来了，为什么呢？此时在进行马氏体相变，所以 σ_s 特别

低，一校就校过来，不会断，塑变很容易。如果回完火再来校，就不容易校过来。

此外，压床淬火，加压回火，加压冷处理都是应用相变超塑性。

根据相变超塑性这一现象设计了一种新的材料，叫相变塑性钢，或者叫TRIP钢，

按意思翻译就是相变塑性钢的意思，这种材料是目前所有钢料中强度，塑性最好的一种钢料，但可惜太贵。

（五）马氏体的强度和韧性

这个问题近几年作了很多工作，取得了一些成就。大家知道，马氏体硬度很高，为什么马氏体硬度高，过去不太清楚。

目前一般认为马氏体高强度的原因是多方面的，其中包括相变强化，碳原子的固溶强化以及第二相强化等，马氏体强化究竟是怎么一回事，对马氏体强化，这三种强化的因素都有。

1. 形变强化

马氏体即碳在 α -Fe中过饱和固溶体是通过转变来的。对纯铁 α 相来讲，它的 σ_s 只有十几公斤，退火状态的纯铁， σ_s 是10~14Kg/mm²。这样的纯铁，如果我们对它进行塑性变形后，强度 σ_s 可以提高到29Kg/mm²左右。为什么会提高，这就是形变强化。如果我们用不含碳的Fe合金，通过马氏体相变得到无碳马氏体，即无碳 α 相，即无碳马氏体的 σ_s 也就是29Kg/mm²左右。为什么无碳马氏体也是29Kg/mm²左右？这说明马氏体相变时产生相硬化，其本质与形变强化是一样的，形变强化是加应力产生塑性变形而强化，这点是由于新、母相体积比容不一样而产生很大应力，这个应力引起塑性变形。

说明马氏体的相变有相变强化，效果是提高多少呢？大体上提高15~19Kg/mm²，不太大。一般用的钢料，总有几十公斤，有的上百公斤到二百公斤，提高这点作用不太明显。

2. 固溶强化

马氏体中含有过饱和的碳和其他合金元素（N、H、Cr、Mn、Si等），形成间隙（个儿比较小的）或置换（个儿比较大的）固溶体，这些元素溶入可提高固溶体的强度。在固溶强化中，最主要的是碳，合金元素强化效果不显著，作用不太大。

为了弄清碳对固溶强化的作用，有人设计了一系列Ms比较低的钢料。为什么要Ms点低呢？为了防止第二相析出。如果Ms点高，有第二相析出，到底是什么因素引起的强化，分不清楚。实验发现，含碳量增高，Ms是下降，强化效果增加，当超过0.4%的碳以后，强化效果就不明显了（如图9）。这个结论很重要，这个结论告诉我们，碳作为强化元素，0.4%就足够了，再高的话，就没有啥用，这对我们后面考虑强韧化工艺很重要。

我们常用的有低碳钢、中碳钢、高碳钢。高碳钢（0.8~1.0%）不必使碳全部溶入奥氏体，奥氏体碳含量过多，只有坏处，没有好处，不会使强度提高，反而使韧性降低。

合金元素强化效果不太显著，只有当含碳量很低时，合金元素强化效果才显示出来。

我们拿40钢与40Cr钢相比较，只要都淬成马氏体，硬度强度是一样的，尽管一个有Cr，一个没有Cr，说明起主要作用的是碳而不是合金元素。

3. 第二相强化

过饱和奥氏体是不稳定的，会析出第二相，第二相析出以后，就有可能使硬度和强度进一步提高。

从图9可以看出，下面一条是没有回火的，上面一条是回了火的，说明了两点，合金元素固溶强化效果不大，但形成金属间化合物第二析出，产生的强化效果比碳化物大。

根据合金元素形成金属间化合物析出强化效果比碳化物大的原因，所以发展了“马氏体时效钢”，马氏体时效钢中，不含碳，碳作为杂质存在，不是强化元素，主要是其它合金元素，淬火加热时，这些合金元素溶入奥氏体中，冷却时合金元素以金属间化合物形成析出，显著强化，强度 σ_s 可提高70~250Kg/mm²，强化效果非常明显，与TRIP钢一样，也是一种强韧性很好的一种钢料，但是含有大量的Ni，价格贵，国外也是用在上天的，一般民用中不用。

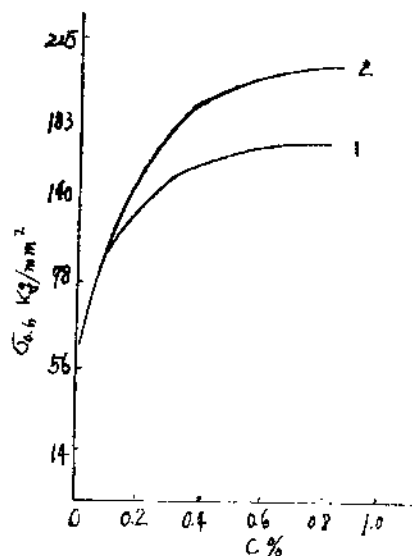


图9 Fe-Ni-C 合金的 σ_s 与含碳量的关系 (1-固溶强化, 2-第二相强化)

下面再谈谈韧性。

对韧性来讲，这方面目前工作做得不多，但已知道一些结论也是很重要的。

我们发现，片状孪晶马氏体韧性是比较差的，而板条位错马氏体韧性比较好，当两种马氏体回火以后，强度相同时，板条马氏体比片状马氏体韧性好得多，因为板条马氏体中有大量位错，而且是可运动的，在外力作用下，容易产生塑变，板条马氏体强度也足够高，所以韧性好。韧性是强度与塑性的综合表现，片状马氏体，强度高，塑性不好，而且还有显微裂纹，同时容易在孪晶那个地方开裂，塑性差。

所以从马氏体的强度和韧性方面来看，我们应该千方百计想办法得到板条马氏体。

二、获得板条马氏体的强韧化工艺

这里我们分低碳钢、中碳钢、高碳钢来讲。

(一) 低碳钢的应用

低碳钢来源方便，价格低廉，但淬透性差。过去一般不处理直接应用，认为处理后得不到高强度。现在发现低碳钢也可以淬火回火，固然淬透性差，只要我们采用冷却速度比较快的淬火介质，采用盐水或碱水，或与中碳钢一样通过合金化提高淬透性，还是可以淬成马氏体的。这方面西安交大作了大量工作，象A₃这样的钢，采用盐水淬火，也能得到板条马氏体，这种板条马氏体强度还是相当高。因为Ms点高，形成的马氏体还

会自行回火，得到的是已经经过回火的马氏体，可以不用再回火，可以直接使用，有足够强度， σ_b 可达 $110 \sim 160 \text{ Kg/mm}^2$ ， σ_s 可达 $90 \sim 130 \text{ Kg/mm}^2$ ，而且韧性也很好， δ 可以超过 10% Ψ 可大于 20% ， a_k 大于 6 Kg-M/Cm^2 。我们拿 40 钢调质来与它对比一下，40 钢调质后 σ_b 只有 60 Kg/mm^2 ，恰好够零头， σ_s 32 Kg/mm^2 ， δ 等于 18% ，比它稍高一点， Ψ 等于 40% ，也稍高一点， a_k 仅 5 Kg-M/Cm^2 ，不如它，从对比中可以看出低碳钢淬火回火性能非常好，远远超过中碳钢调质以后所得到的性能。这是从常用五大指标来比较，其他指标也好些。

可见 A_3 钢淬成板条马氏体的性能远比 40 钢调质好，其他指标亦如此。西安交大搞了三吊，还有一些内燃机螺栓等，原来是中碳钢调质处理，现在改用低碳钢淬火，寿命提高，耐磨性也提高。

（二）中碳钢的高温淬火

用于中碳钢的经典工艺是调质工艺，即完全淬火及高温回火。一般淬火温度定为 $AC_3 + 30 \sim 50^\circ\text{C}$ ，淬火后到得的是孪晶马氏体和位错马氏体的混合组织。

从马氏体相变新发展来看，可否得到全部板条马氏体？如能，则可在保证强度的前提下进一步提高韧性。怎么样得到板条马氏体，一个办法是提高淬火温度。

调质处理淬火温度低，奥氏体成份不均匀，碳低的形成板条马氏体，高于 0.4% 的地方形成孪晶。如果提高淬火温度，奥氏体中含碳量均匀，都是 0.4% 左右，这时淬火下得到全部都是板条位错马氏体。对中碳钢，采用提高温度办法，获得板条马氏体，高多少？一般高 100°C 。很有意思，有人作了这样的实验，温度用了多少呢？用 1200°C 。过去是不允许的。晶粒当然很粗大，1~2级（通常是 7~8 级），强度与通常淬火回火差不多，但断裂韧性 K_{Ic} 提高了一倍。这个现象是一个非常有趣的现象。

为什么晶粒长得这么粗大， K_{Ic} 反而提高。不是一种钢料中得，而是好多钢料中得到，如 40Cr4340(美)均如此。对这个现象有不同的解释，晶粒变粗，性能肯定变坏，晶粒细，性能好，这是肯定的，为什么 K_{Ic} 反高呢？认为是晶粒粗的坏作用被另外一种好的影响因素抵消了，掩盖了。究竟是什么因素呢？有不同的看法，一种看法：高温加热时奥氏体晶界杂质溶解进去了，这种看法有一定的根据，看来不是主要的。另一种看法认为主要是由于①这样淬火后得到 100% 板条马氏体，②而且在板条马氏体周围包围有一层很薄很薄的残余奥氏体，把一块一块板条马氏体包围起来了，这个残余奥氏体，只有 200A 左右，很稳定，保护了板条马氏体。当应力作用到板条马氏体遇时到残余奥氏体的时候，残余奥氏体产生塑变消耗能量，可松弛应力，使韧性提高了，故断裂韧性提高了。这是很有趣的现象。到目前为止，生产时拿个零件试试看，还没有这么大胆。

有一些理论问题，残余奥氏体为什么稳定，尚未弄清楚，理论上不太清楚，生产上受到一些旧思想的影响，不敢大胆采用一些新工艺，做做实验是可以的，生产上一出问题就不好办，特别是飞机工厂。

如果我们能有办法得到板条马氏体，而又同时得到细的晶粒，强度和韧性还可能进一步提高。关于这个问题，我们后面还要谈。

(三) 高碳钢

对于高碳钢，我们怎么样想办法得到板条马氏体呢？对中碳钢，我想办法使碳均匀化，对于高碳钢，我们就要想办法减少奥氏体中的含碳量，以获得板条马氏体。前面讲到过多的碳对马氏体强化没有好处，奥氏体晶粒含碳0.5%就足够，再多的话，只有坏处，没有好处，怎么样使高碳钢奥氏体含碳量降低呢？从两方面着手：

①改善原始组织——超细化处理，使碳化物颗粒非常细、非常均匀；

②淬火加热时采用快速短时间加热。

1. 超细化处理

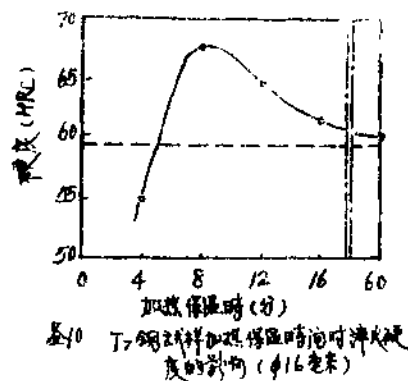
对高碳钢，大家熟悉的是球化处理，但得到的碳化物还是比较粗，这种碳化物组织，满足不了我们刚才所提出的要求。必须采取新的球化工艺，这种工艺讲起来很简单，先高温淬火，使碳、合金元素都溶解，得到过饱和马氏体，然后高温回火，得到细的球化体。高温淬火时，容易开裂。国内有好几个地方在搞，如包头某厂，结果发表在金相热处理上，哈工大也作了很多工作，它淬火用的是100°C开水。

高温回火后可以得到很细的碳化物，有人检查了瑞典轴承，碳化物为 $0.57 \pm 0.3\mu$ ，每 $10 \times 10\mu^2$ 面积的颗粒中30.7个，日本的钢料比较差一些，为 $0.74 \pm 0.6\mu$ 比瑞典粗，个数为16.6个，故瑞典SKT轴承性能很好，看来一个原因是因为碳化物颗粒非常均匀。

2. 采用快速加热

欲得到很细、很均匀的碳化物，第二个问题就是加热。淬火加热，防止过多的碳化物溶入奥氏体中使奥氏体含碳量没有达到共析成份，以往 $A_{cl} + 30 \sim 50^\circ\text{C}$ ，残余奥氏体中含碳0.7%左右，现在要想办法使碳量在0.5%左右，办法就是采取快速加热，短时间停留，加热以后，很快拿来淬火。

吉林工大做了这方面的试验，发现按习惯系数计算的，强度不是最高，时间缩短一半后，得到强度高，韧性也比较好（见图10）因为奥氏体含碳量低，淬火后得到比较多的板条马氏体、韧性也好。此时基体含碳是0.5%左右，已经足够，而再由于碳化物的贡献，强度硬度更高，此时碳化物多，第二相强化效果大了。



三、超 细 化 处 理

晶粒大小对钢性能的影响已为大家所知道：晶粒越细，性能越好，不仅强度高而且韧性也好。所以，我们就是要想办法尽量获得细晶粒了。以前，达到7—8级就算是细晶粒了。现在通过采用一些超细化处理工艺可以是晶粒细化到10级以上，甚至到15级。下面介绍一些获得超细晶粒的方法。

(一) 本质细晶粒钢

什么叫本质细晶粒钢？大家知道，有些钢料在加热时奥氏体晶粒容易长大，有些则不容易长大。晶粒不容易长大的钢料就叫做本质细晶粒钢。判断一种钢料是不是本质细晶粒钢，原来的标准是 930°C 保温8小时。也就是说，在 930°C 保温8小时后，晶粒长大的是本质粗晶粒钢，晶粒不长大的就是本质细晶粒钢。因为，对于一般钢料来讲，不论进行何种处理，淬火、退火、正火、渗碳等奥氏体化都在 930°C 以下，所以如果在 930°C 晶粒不会长大。那么，以后热处理时晶粒就不会长大。现在看来， 930°C 不够了。因为奥氏体化的温度有可能要超过 930°C 。例如前面所讲的中碳钢高温淬火，奥氏体化的温度就可高达 1200°C 。这就不能以 930°C 为标准，还希望在更高的温度下都能获得较细的晶粒。不过现在究竟应该以多少温度为标准，还没有定。

加热时有的钢晶粒会长大，有的就不长大，晶粒为什么不长大？现在是用机械阻碍的观点来解释，就是说，如果钢中存在有一些不溶解的质点，如氧化物、碳化物、氮化物、那么晶粒就不容易长大。从这点出发，可以有目的地加入一些形成稳定的氧化物、碳化物、氮化物的元素来阻止晶粒长大。这些元素有Nb、Ti、Al、V等，其中目前看来以Nb为最有效。铌可以形成很稳定的NbC，在高温下比较稳定，不易溶解，可以阻止晶粒长大。而且，即使铌溶到奥氏体中，也同样可以阻止奥氏体晶粒长大。有人测定过有铌和无铌的奥氏体晶粒长大速度，如果铌溶解到奥氏体中，奥氏体的晶界移动也很慢，晶界移动所需的激活能很高，比无铌的几乎高一倍。这样，铌可以从两方面阻止奥氏体晶粒长大，或者是以形成稳定的NbC来阻止晶粒长大，或者提高晶界移动激活能来阻止晶粒长大。所以加铌后有可能使奥氏体在高达 1100°C 时晶粒都不明显长大。

此外，钢中含有这些化合物质点时，还可以用热处理的方法来提高它们阻止晶粒长大的作用。这些氧化物、碳化物、氮化物的阻止作用，取决于质点的分布状况。分布得均匀分散、颗粒细，阻止效果就显著。所以方法在于如何改善这些质点的分布状况。可以先采用高温淬火，目的是使这些质点都溶解，然后再进行高温回火，使质点析出成弥散均匀分布。经这样予处理后，再加热淬火，奥氏体晶粒就比较细小了。有人用含铝的45钢（其中可含有稳定的 Al_2O_3 质点）和含钛的55ПП低淬透性钢（其中可含有稳定的TiC质点）做试验：先用 1300°C 保温2小时淬火，使 Al_2O_3 和TiC充分溶解，当然这时奥氏体的晶粒比较粗大。然后在 700°C 高温回火，使这些 Al_2O_3 和TiC质点析出，分布均匀。以后再加热到 1050°C ，晶粒一点也不长大，直至 1100°C 以上才开始长大。

(二) 球化处理

以前一般对中碳钢的予处理不重视，淬火的原始组织也没有什么要求。现在看来，如果事先经过球化处理，消除钢中的过剩铁素体，并使珠光体中的碳化物变成很细很均匀的球化体，以后再加热，奥氏体晶粒就细。

怎样进行球化处理呢？方法有好几种。有一种方法是，加热到高温后快速冷却到珠光体转变区域并加以轧制变形，使钢在发生珠光体转变的同时经受变形，可以得到很细

很均匀的珠光体。经这样予处理后再加热，得到奥氏体晶粒就细了。

例如，用30CrMnSi钢进行两种予处理，一种是900°C奥氏体化后在650°C等温，使之发生珠光体转变，得到的是较细的片状珠光体（伪共析组织）；另一种是900°C奥氏体化后过冷至650°C加以轧制变形50%，得到很细的球状珠光体（也是伪共析组织，但其碳化物是颗粒状的）。再把经过这两种予处理的钢料进行相同的900°C 淬火650°C回火，结果二者的性能差别很大。经过第一种予处理的 $\sigma_b = 104 \text{ Kg/mm}^2$, $\sigma_s = 97 \text{ Kg/mm}^2$, $\delta = 18\%$, $\Psi = 51\%$, $a_k = 9.0 \text{ Kg.M/Cm}^2$ ，而经过第二种予处理的 $\sigma_b = 110 \text{ Kg/mm}^2$, $\sigma_s = 102 \text{ Kg/mm}^2$, $\delta = 18\%$, $\Psi = 61\%$, $a_k = 17.0 \text{ Kg.M/Cm}^2$ 。由此可见，予处理中加轧制变形的，强度有提高，塑性差不多，冲击韧性提高了很多。再看看奥氏体晶粒的大小，第一种情况下为30~40 μ ，而第二种情况的为3~5 μ ，细小一个数量级，表现出强度和韧性的提高。

另外，对于亚共析钢，还可以通过淬火加高温回火来获得细的球状珠光体。

总之，如果淬火加热前能得到细的球状珠光体，淬火后就能得到细的晶粒。要注意的是，淬火加热时，加热速度要快些，保温时间要短些，以防止碳化物再溶解，使奥氏体晶粒长大。所以必须在奥氏体晶粒再长大以前就淬火才能得到细晶粒。

这两种予处理方法，在生产实际中都是有现实意义的。淬火加高温回火，一般热处理车间都可以做得到；轧制变形也可以由钢厂在最后一道轧制钢材时注意一下加快冷却就行了。

（三）循环加热淬火

所谓循环加热淬火，就是反复地加热冷却。每一个循环，都要经过两次相变：加热时是 α 相转变成 γ 相，冷却时是 γ 相转变成 α 相。这样反复转变，就有可能使奥氏体晶粒变得很细很细。因为每次淬火后得到的碳化物是弥散分布的，而奥氏体是在与碳化物的相而上形核的，碳化物分布弥散，奥氏体的形核率就高，晶粒就细。

这种方法可以用于中碳钢，也可以用于高碳钢。这方面陕西机械学院有一篇资料，登在“金属热处理”1977年第4期上。他们是用的9CrSi钢做试验，采用逐次降低温度的办法，工艺曲线见图11。第一次是用860°C加热淬火，再进行第二次820°C淬火，然后第三次

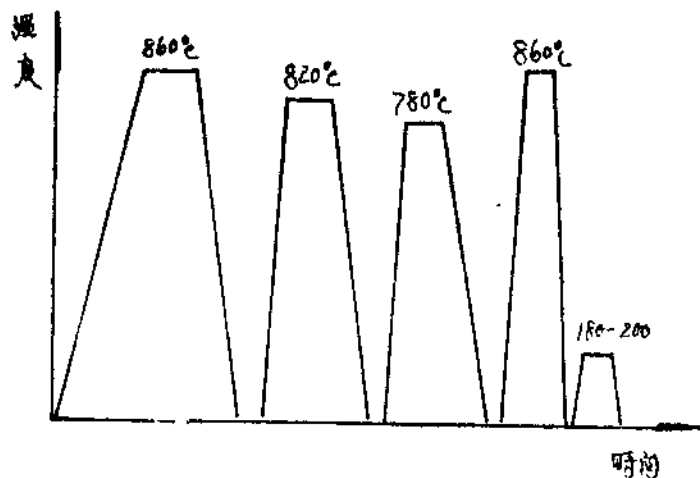


图11 循环加热淬火

780℃淬火，一次比一次低。这三次淬火都是为了细化晶粒。最后用860℃正常淬火再回火。经过这样处理后，抗弯强度由普通淬火回火的396Kg/mm²提高到453Kg/mm² 挠度由5.1mm提高至6.1mm，原因就是奥氏体晶粒细化了，达到10级以上。

这里就提出了一个问题，经典的观点认为，两次淬火之间必须进行中间退火。而这里看来，反复淬火晶粒越来越细，性能是越来越好。那么是不是以前的观点就不对了呢？不一定。因为多次反复加热淬火时表面会产生缺陷，如氧化、脱碳。所以采用这种工艺时，每次淬火都要防止产生表面缺陷。

(四) 摆锤式循环加热淬火

这种工艺与上面讲的相类似，但又不同，工艺曲线见图12。它加热后不冷到室温，而是冷到 A_{c1} 以下一点点，即每次都不是淬成马氏体，而是使得发生珠光体转变，再加热上去冷却下来，循环几次后再冷到室温。经过这样反复加热冷却，同样可以得到很细的晶粒，提高强度和韧性。

这两种工艺的道理都差不多，都是通过反复进行 α 相和 γ 相之间的转变，使晶粒细到10级以上，而不是一般热处理所得到的7~8级。从能源角度来看，这两种工艺都不太合理。不过这种工艺比前一种要好些，而且方法也简单，只要两台盐炉一台加热一台冷却就行。

另外，还有所谓循环加热正火，得到的不是片状珠光体，而是细球状珠光体，组织相当于淬火加高温回火的，性能也好。循环加热正火也有冷到室温和不冷到室温的两种。有人用45钢作试验，加热到 A_{c1} 以上30~50℃，空冷到 A_{c1} 以下30~50℃，循环5次，晶粒由原来的5级细化到10级， σ_b 与正火相同，而 α_k 却提高了一倍。

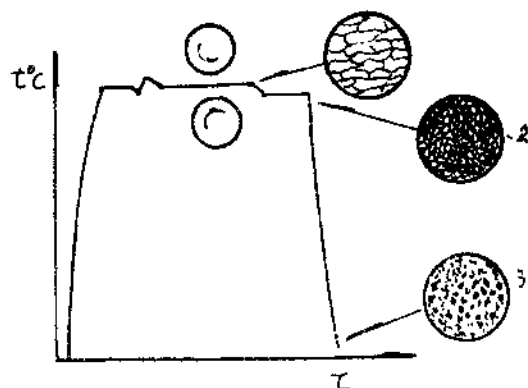


图13 锻造余热淬火时组织转变示意图

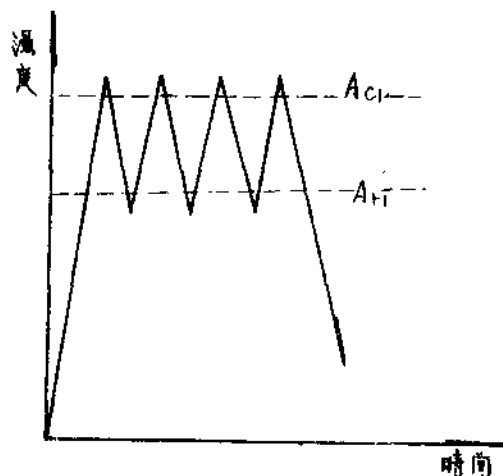


图12 摆锤式循环加热淬火

(五) 锻造余热淬火

前面谈到，中碳结构钢高温淬火时，奥氏体晶粒很粗大。如果采用锻造余热淬火，则可以避免这个缺点。锻造加热温度很高，可以得到成分均匀的奥氏体，当然这时奥氏体的晶粒是比较粗大。对这样比较粗大的奥氏体进行锻造变形，并且锻后

再停留一个短时间，奥氏体就要发生回复再结晶。通过回复再结晶使晶粒细化。淬火时，由于奥氏体成分均匀，晶粒也细，淬火后可得细晶的板条马氏体，性能也比前面所讲的一般高温淬火要好。

这种工艺从生产上来看，工序也很简单。锻造完后直接淬火，可以节约能源，经济效益好。但是目前这方面的工作做得还不太多。国内上海柴油机厂和北京内燃机总厂的连杆已经采用了锻造余热淬火工艺。

奥氏体的回复再结晶，与锻造温度有关。锻造温度高，终锻温度也比较高，回复再结晶进行得就快。常用的钢料在900℃几秒钟内加工再结晶就进行完毕，继之而来的就是聚集再结晶，奥氏体晶粒聚集长大。所以只有锻造后停留很短的时间，才能得到很细的晶粒。如果停留时间稍长，晶粒就有可能还要长大。当然，相对于不经锻造的高温淬火，晶粒要细些，但相对于一般淬火的晶粒还是要粗大些。

从锻造的工艺过程来分析，一般模锻件在模锻后还有切边、整形等工序，锻后的停留时间很难控制在30秒以下。在30秒的时间内，已经开始了聚集再结晶，晶粒长大了。长大多少呢？一般要长大2~3级，视终锻温度而定。终锻温度高，晶粒就粗些，终锻温度低，晶粒就细些。我们和大连柴油机厂合作就试验45钢连杆的锻造余热淬火时，也证明了这一点。

看来，为了提高锻造余热淬火的效果，目标是要设法降低锻造温度，延长加工再结晶的时间。但锻造温度低了，工件不易变形，会给锻造带来一些困难，如设备和锻造所需的能量等。所以这要和锻造配合，进一步加以探讨。

如果锻造终了时，钢中含有一些能阻止奥氏体晶粒长大的质点，如氧化物、碳化物、氮化物等，对以后获得细晶粒有好处。于是可以通过加铌、铝、钛、钒等元素获得本质细晶粒钢。这类钢料采用锻造余热淬火可以得到较好的效果，在锻造加热时晶粒细，再结晶以后晶粒也不会长大得很快。

（六）利用奥氏体再结晶的淬火

什么是奥氏体再结晶呢？我们把钢料加热到高温，得到奥氏体，如果把奥氏体再加热到更高的温度，奥氏体就会发生再结晶。这一现象很早以前就被发现了。最早是由契尔诺夫为了研究过热组织而发现的。他发现，如果一块钢料过热了，晶粒很粗大，继续加热到某一个温度以上淬火，又可得到细晶粒。他把这一温度称做为B点。究竟B点是个什么点？为什么加热到B点以上会细化晶粒？当时搞不清楚。那时铁碳平衡图还没有提出来，后来铁碳平衡图提出来了。于是有人认为B点就是平衡图的A₁或A₃，后来发现，B点比A₃要高200℃，这就奇怪了。从铁碳平衡图来看，A₃以上是奥氏体单相区，没有相变，那奥氏体晶粒又怎么会变细呢？有人就提出，在B点发生了奥氏体再结晶，结果细化了晶粒。

但是，为什么会发生再结晶呢？从铁碳平衡图来看，加热到A₁时开始发生珠光体向奥氏体的转变。再上去，铁素体继续转变成奥氏体，到了A₃就全部转变成了奥氏体。这时发生的是“相向”相的转变。二者的比容不同， γ 相的比容大。转变时有可能产

生相硬化，这种相硬化本质上是与马氏体相变时的相硬化一样的。另外，由于转变时的体积效应还有可能产生应力，这个应力也有可能发生再结晶。所以，再结晶的动力是相硬化，由于相硬化使得在B点发生再结晶。

奥氏体的再结晶是个很有意思的现象，它使我们可以把钢料加热到B点使之发生奥氏体再结晶，利用再结晶现象来获得细晶粒。

以上这样方法，其目的归结为一句话，就是要获得细的奥氏体晶粒。方法可以有很多，各有优缺点。有的虽然效果比较好，但工艺复杂，有的对能源消耗不利等等。究竟应该采用何种超细化工艺，要视具体情况而定。看来，这方面还有很多工作要做。

四、利用过剩相的强韧化工艺

（一）亚共析钢的不完全淬火

过去对亚共析钢都是采用完全淬火，理由是铁素体比较软，对性能没有什么好处，所以要把铁素体溶解到奥氏体中去，使淬火后得到马氏体。现在发现，对于亚共析钢，在一定的条件下也可以采用不完全淬火。不完全淬火的加热温度在 A_{c1} — A_{c3} 之间。这种工艺的名称，资料上叫法不一，有的叫亚温淬火，有的叫临界区淬火，还是以不完全淬火为较好。

不完全淬火有什么好处呢？它可以得到与完全淬火相同或者稍低的强度，而韧性显著提高，尤其是消除了回火脆性。但是，这样的结果要在一定的条件下才能得到，这一点和过共析钢的不完全淬火是一样的。过共析钢不完全淬火时，要求碳化物分布均匀细小。亚共析钢同样也要求先共析铁素体分布均匀细小。为此，不完全淬火前要采用预处理，即先进行一次高温完全淬火，再进行一次高温回火。

例如，用30CrMnSi钢，经过两种不同的预处理。一种是普通的930℃退火，另一种是939℃淬火加650℃回火。经过这样两种不同的预处理，得到的组织当然大不相同。930℃淬火加650℃回火，得到的是很细的球化伪共析组织。再把这同种不同原始组织的钢料加热到不同的温度淬火，然后都在同一个温度下回火。回火温度是在引起回火脆性的区域（对30CrMnSi钢为550℃），即进行脆化回火，结果示于图14。30CrMnSi钢为 $A_{c1}=720^{\circ}\text{C}$ ， $A_{c3}=830^{\circ}\text{C}$ ，由图可见，淬火温度高于 A_{c1} 时，淬火回火后的硬度都是随着淬火温度的升高而升高，不过预先经930℃淬火加650℃回火的钢料硬度要稍低一些。冲击韧性的变化则视予处理的不同而不同：预先经退火的，随着淬火温度的升高 a_k 不断下

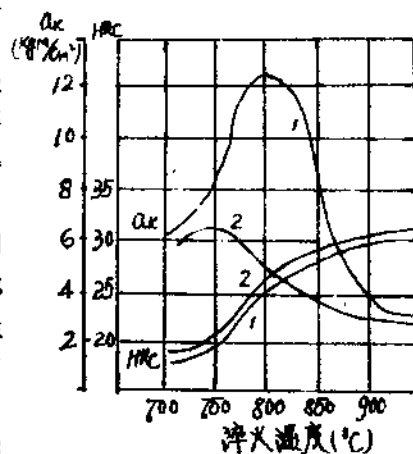


图14. 30CrMnSi钢的冲击韧性及硬度与淬火温度的关系淬火后在550℃回火4小时

1. 予处理：930℃淬火+650℃回火
2. 予处理930℃退火